

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИТА Fe–Ni–Ti–C–B ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

© 2024 г. Н. Б. Пугачева^{a, b, *}, Т. М. Быкова^{a, b}, Д. И. Крючков^a

^aИнститут машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН,
ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049 Россия

^bУральский федеральный университет им. первого президента России Б.Н. Ельцина,
ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

*e-mail: nata5-4@yandex.ru

Поступила в редакцию 29.01.2024 г.

После доработки 23.05.2024 г.

Принята к публикации 30.06.2024 г.

Исследовано изменение структуры и твердости композита системы Fe–Ni–Ti–C–B, полученного методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), после горячей пластической деформации в условиях одноосного сжатия. Матрица композита – твердый раствор Ni и Ti в кристаллической решетке γ -Fe, упрочняющие фазы – TiC, TiB₂, Fe₂B, Ni₃Ti и NiTi. Показано, что при одноосном сжатии при нагреве в металлической матрице композита происходят рекристаллизационные процессы, которые облегчают дальнейшую деформацию. Установлено, что после сжатия при температуре 910°C и давлении 300 МПа истинная деформация композита составила 0.37. При этом в центральной части образца в области сжимающих напряжений соотношение деформированных и рекристаллизованных зерен примерно одинаково. На боковой поверхности образцов в зоне действия растягивающих напряжений возникают микротрещины глубиной менее 0.2 мм в зонах эвтектического γ + Fe₂B-строения.

Ключевые слова: композиты, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, твердые растворы, карбиды, бориды, эвтектика, твердость, деформация

DOI: 10.31857/S0015323024090135, **EDN:** KEGKMS

ВВЕДЕНИЕ

Процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) был открыт в 1967 г., однако только через 20 лет его начали использовать для получения монолитных композитов [1–4]. Главным недостатком таких композитов является развитая внутренняя пористость, снижающая их прочность [5, 6]. Для устранения пористости используют горячее прессование не успевшей остыть заготовки [7–9] или совмещение СВС с всесторонним прессованием [10–12]. Для получения композита с заданными размерами и формой предлагают применять метод СВС-экструзии [13], когда композит непосредственно во время синтеза выдавливают в отверстие из пресс-формы. При этом форма и размеры отверстия задают форму и размеры заготовки или детали. Процессы СВС-прессования и СВС-экструзии принципиально отличаются один от другого. Если при СВС-прессовании главная задача уплотнить материал за счет

объемного сжатия, то при СВС-экструзии дополнительно решается задача формирования готового изделия из уплотненного материала путем сдвигового деформирования композита. При всей привлекательности процессов СВС-прессования и СВС-экструзии оба имеют большой недостаток – необходимость создания сложного массивного оборудования, требующего отдельного помещения и специального технического обслуживания. Кроме того, процессы горения при СВС очень кратковременны, поэтому сложно установить точное время нахождения композита в состоянии, наиболее благоприятном для деформации. Особенно сложно уловить необходимый для выдавливания промежуток времени при СВС-экструзии. В связи с этим не стоит исключать более доступные технологии получения монолитных СВС-композитов, не требующие специального оборудования и отдельного помещения [5, 6]. Например, с точки зрения практической реализации весьма перспективен

способ получения сэндвич-пластин, включающий 3 этапа: 1 — подготовка, перемешивание и загрузка исходной порошковой смеси в контейнер открытого типа в виде стальной трубы; 2 — помещение контейнера в электрическую печь и нагрев до температуры инициализации экзотермических реакций (950–1050°C); 3 — перенос заготовки сразу по завершению СВС в гидравлический пресс и горячее прессование с усилием 5 т [14, 15]. В результате формируются сэндвич-пластины, состоящие из наружного стального кожуха, диффузионно связанного с композитом, находящимся внутри. Экспериментально установлено, что такие композиты отличаются повышенной твердостью, прочностью и износостойкостью [16–18], но являются хрупкими при ударных нагрузках [18, 19]. Для таких композитов актуально проведение дополнительной термомеханической обработки, позволяющей уплотнить композит, изменить его структуру и свойства [15, 20].

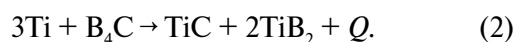
Следует отметить, что до сих пор мало исследованы процессы деформационно-термической обработки монолитных СВС-композитов. Весьма трудно реализовать их пластическую деформацию при комнатной температуре. Наибольшие перспективы в области пластической деформации имеют композиты с алюминиевой и медной матрицами. Так, в работах [21–23] установлены условия практически неограниченной деформационной способности композитов с алюминиевой матрицей за счет протекания фазовых превращений при нагреве. В работах [24–29] показано, что интенсивная пластическая деформация композитов Cu/Mg и Cu/Nb в сочетании с термической обработкой позволяет получать уникальные свойства за счет сочетания высокой электропроводности и прочности. Очевидно, что сочетание деформации и нагрева является единственным способом реализации пластической деформации твердых и износостойких СВС-композитов. Авторы [30] показали положительное влияние на структуру и свойства композитов Al–3%TiC, Al–5%TiC, Al–10%TiC пластического деформирования, реализуемого проведением операцийковки и прокатки. После деформации зафиксировано уменьшение размеров скоплений частиц карбида титана, и, как следствие, повышение прочности композитов. В работе [15] экспериментально показано, что СВС-композит системы Cu–Ti–C–B может пластически деформироваться без разрушения за счет динамической рекристаллизации медной матрицы до истинной деформации $\epsilon = 0.5$ при температуре 800°C. Возможности пластической деформации СВС-композитов с более ту-

гоплавкими матрицами Fe, Fe–Ni или Fe–Cr, с более высокими по сравнению с алюминиевой или медной матрицами температурами рекристаллизации, до сих пор не исследованы. Рассмотренные ранее в работах [31, 32] условия развития динамической рекристаллизации вполне могут реализоваться в железоникелевых или железохромоникелевых металлических матрицах СВС-композитов.

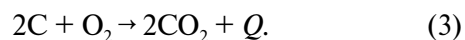
Цель работы — установить изменения структуры композита Fe–Ni–Ti–C–B при горячей пластической деформации, а также температуру и давление, необходимые для его пластической деформации без разрушения.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследована структура и твердость композита системы Fe–Ni–Ti–C–B, полученного в режиме безгазового твердофазного горения методом СВС при постоянной скорости перемещения фронта горения. Исходными материалами для синтеза были выбраны порошки Ni, Fe, Ti, C и B_4C , которые засыпали в стальную трубу (марка Ст3), выполняющую роль реактора открытого типа и внешней оболочки будущей заготовки одновременно [5, 9]. Порошки Fe и Ni формируют металлическую матрицу композита, а порошки Ti, C и B_4C представляют собой терморреагирующие компоненты (ТРК), обеспечивающие протекание экзотермических реакций синтеза:



Поскольку труба с исходной порошковой смесью не герметизирована, а СВС происходит в воздушной атмосфере, нельзя исключать реакцию горения углерода:



Для получения композита использовали смесь, содержащую 50 мас.% Fe (порошок ПЖРВ-3 с размером частиц 40–100 мкм), 20 мас.% Ni (порошок ПНК-УТ3 с размером частиц 1–20 мкм) и 30 мас.% ТРК, поскольку ранее было показано [9], что именно такое количество ТРК позволяет получить минимальную пористость композита. ТРК состоит из порошка титана ПТМ-1 с размером частиц 15–45 мкм, карбида бора М20 (12–20 мкм), углерода технического П-804Т (1–4 мкм) [14]. Соотношение компонентов ТРК должно соответствовать полному осуществлению реакций (1) и (2) в стехи-



Рис. 1. Внешний вид сэндвич-пластины: 1 – композит; 2 – стальная оболочка.

ометрических пропорциях. Исходные порошки тщательно перемешивали в шаровой мельнице объемом 5 литров вместе с мелющими шарами из стали ШХ15. В ходе СВС происходит интенсивное газовыделение, поэтому получаемый композит имеет весьма пористое строение [8]. Для устранения пор заготовку сразу после завершения синтеза подвергали горячему прессованию, пока температура композита еще сохраняется на уровне 1100–1200°C. В результате происходит образование сэндвич-пластины (рис. 1). Как было показано ранее [9], внешняя стальная оболочка диффузионно связана с композитом и образует единое целое.

Микроструктуру композита исследовали на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGAII XMU с энергодисперсионной приставкой OXFORD с программным обеспечением INCA для локального определения химического состава фаз и структурных составляющих. Анализ структуры композита методом дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ) выполнен с помощью программного комплекса к приставке Oxford Nklnordlys+. Средний размер аустенитного зерна определяли по 300 зернам. Зерна, имеющие углы разориентировки кристаллической решетки в двух соседних точках анализа более 15°, считали деформированными. Если внутри зерен углы разориентировки кристаллической решетки не превышают 2°, а субзерна разориентированы на 2°–15°, то это считали полигонизованной структурой (субструктурой). Зерна, внутри которых кристаллическая решетка в двух соседних точках анализа имеет углы разориентировки менее 2°, считаются рекристаллизованными.

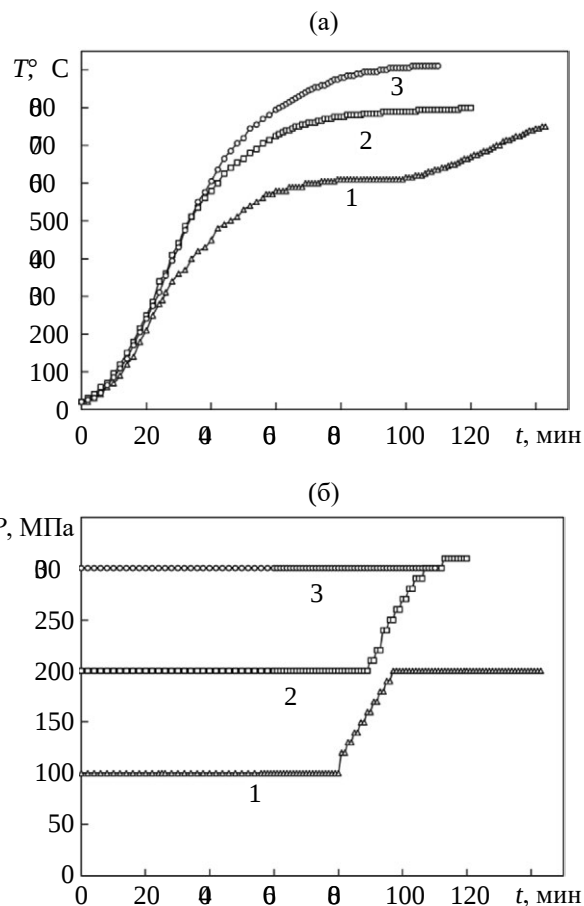


Рис. 2. Режимы термомеханической обработки композита: а – режимы нагрева; б – режимы деформации.

Фазовый рентгеноструктурный анализ проводили на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU в k_α -излучении хрома. Микротвердость измеряли на твердомере LEICA при нагрузках 100 и 1000 г.

Одноосную деформацию композита осуществляли на образцах, вырезанных из центральной части пластины в виде прямоугольного параллелепипеда размерами 5×5×7 мм. На торцы заготовки, контактирующие с инструментом, наносили графитовую смазку. При испытании каждый образец помещали в холодную печь и нагревали до заданной температуры. Температуру нагрева образцов контролировали хромель-алюмелевой термопарой, установленной на образце. Во время нагрева на образец действовало давление, которое задавали усилием на плунжер испытательной машины INSTRON 8801. Эксперименты проводили при начальном давлении в диапазоне 100–300 МПа с нагревом до температур 750–910°C. Режимы нагрева приведены на рис. 2.

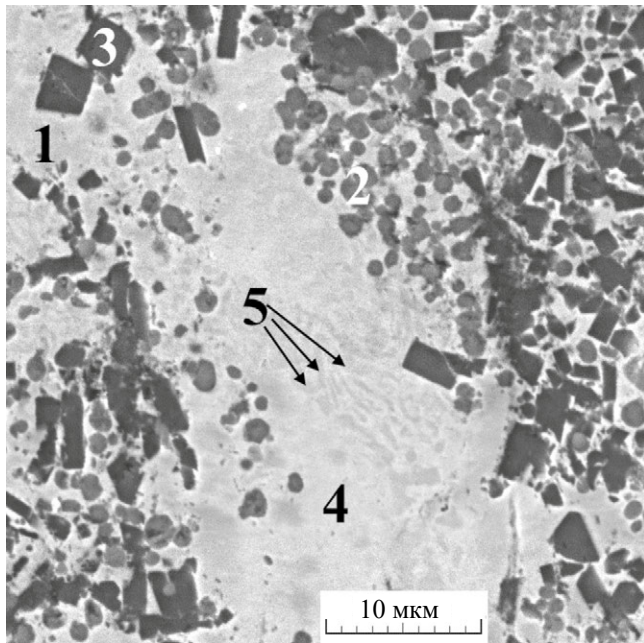


Рис. 3. Микроструктура композита Fe–Ni–Ti–C–B: 1 – матрица γ -(Ni,Fe); 2 – TiC; 3 – TiB_2 ; 4 – γ -(Ni,Fe)_{эвт.}; 5 – Fe_2B

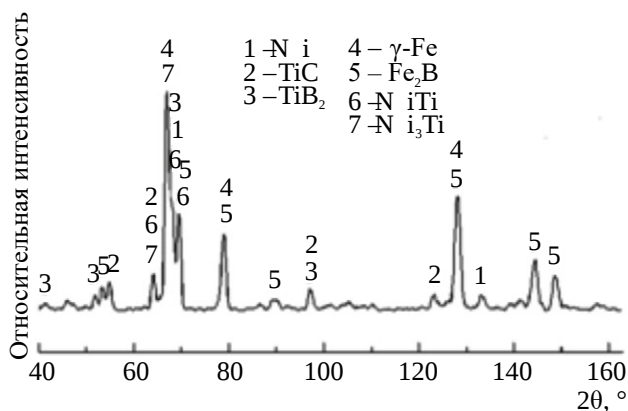


Рис. 4. Фрагмент дифрактограммы композита [9].

Ранее при исследованиях горячей пластической деформации композита Cu–Ti–C–B нами было установлено, что пластическая деформация начинается при давлении не менее 100 МПа и температуре выше 650°C [15]. Учитывая более высокую температуру плавления, а значит, и рекристаллизации железоникелевой матрицы по сравнению с медной, в данном исследовании были выбраны более высокие температуры. Кроме того, расширен до 300 МПа диапазон давлений, поскольку способность железоникелевой матрицы к пластической деформации гораздо ниже по сравнению с медной.

Во время испытаний отслеживали перемещение плунжера, время и температуру образцов.

Изменение высоты образцов определяли по перемещению пуансона во время испытания. Размеры образцов до и после испытаний измеряли микрометром и на инструментальном микроскопе, а затем рассчитывали истинную деформацию (ϵ) по формуле:

$$\epsilon = \ln(h_0/h), \quad (4)$$

где h_0 – исходная высота образца, h – конечная высота образца.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В результате СВС сформировался композит с аустенитной матрицей γ -(Fe,Ni) и армирующими частицами двух типов. Это частицы черного цвета правильной огранки размерами не более 5 мкм, соответствующие по химическому составу соединению TiB_2 , и более мелкие частицы серого цвета глобулярной формы, соответствующие соединению TiC (рис. 3). Полученные ранее [9] результаты фазового рентгеноструктурного анализа показали присутствие во всех композитах γ -(Ni, Fe), TiC и TiB_2 , Fe_2B , Ni_3Ti и NiTi (рис. 4). Согласно диаграмме состояния системы Ti–Ni [33], образование интерметаллидов Ni_3Ti и NiTi возможно при кристаллизации расплава по эвтектической реакции $L \rightarrow \text{Ni}_3\text{Ti} + \text{NiTi}$ при температуре 1118°C. При анализе микроструктуры композитов обнаружено присутствие продуктов эвтектических превращений характерного “скелетообразного” строения (на рис. 3 отмечены цифрами 4 и 5).

В работе [34] показано, что реакция (2) может протекать не полностью, а именно:



Образовавшийся атомарный бор легирует γ -Fe и может участвовать в формировании боридов железа при охлаждении композита. При содержании бора менее 10 мас.% в соответствии с диаграммой состояния системы Fe–B возможно протекание эвтектического превращения $L \leftrightarrow \gamma\text{-Fe} + \text{Fe}_2\text{B}$ при температуре 1177°C [33]. В результате при охлаждении в композите образуется механическая смесь γ -Fe и Fe_2B скелетообразного строения. Никель растворяется в аустенитной матрице и в частицах TiC, TiB_2 и Fe_2B (табл. 1). При микрорентгеноспектральном анализе не удалось выявить интерметаллиды Ni–Ti и Ni_3Ti , очевидно, из-за их малых размеров и небольшого количества.

Таким образом, армирующие фазы в исследованном композите образуются как в результате СВС (это частицы TiC и TiB_2), так и в результате превращений при охлаждении пересыщенного твердого раствора матрицы (это частицы Ni_3Ti ,

Таблица 1. Химический состав фаз в композите Fe–Ni–Ti–C–B, отмеченных на рис. 3, мас. %

№ спектра	Fe	Ni	Ti	C	B
1	66	14	15	5	0
2	10	2	75	13	0
3	13	5	52	2	28
4	69	26	1	1	0
5	74	15	1	0	10

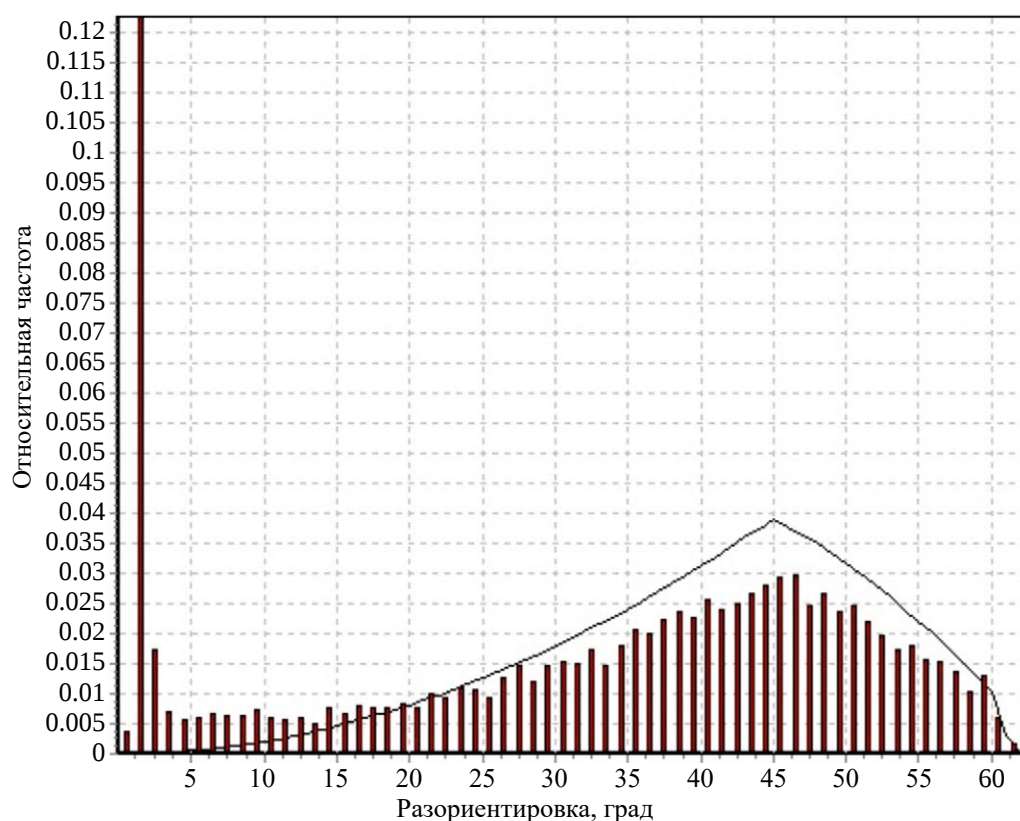


Рис. 5. Разориентировка зерен в аустенитной матрице исходного композита.

NiTi, Fe₂B). Частицы армирующих фаз распределены неравномерно по объему композита, как показано на рис. 3). Сопоставляя данные рентгеноструктурного анализа и анализа фаз методом ДОРЭ, количественное соотношение фаз в композите имеет следующий вид, об. %: 60 γ-(Ni, Fe), 20 TiC, 14 TiB₂, 4 Fe₂B и не более 2 суммарно частицы NiTi и Ni₃Ti.

По данным карт рекристаллизации, полученных в результате анализа методом ДОРЭ, в матрице композита преобладают деформированные зерна (49%), полигонизованные зерна составили 26%, а рекристаллизованные – 25%. Это свидетельствует о протекании динамической рекристаллизации и динамической полигонизации во время горячего прессования заготовки после завершения СВС. Средний размер

зерна аустенитной матрицы 5 мкм, преобладают большеугловые границы (рис. 5).

Микротвердость участков, обогащенных частицами TiB₂, достигает значений 1100 HV 0.1, а участков с наибольшим количеством частиц TiC – 850 HV 0.1. Области эвтектического строения имели твердость 530 HV 0.1. Интегральная твердость композита составила 650 HV 1.

После деформационно-термической обработки композита по режиму 1 с максимальной температурой 750°C и максимальным давлением 200 МПа (см. рис. 2) образец практически не деформировался: значение истинной деформации составило $\epsilon = 0.008$. Поверхность образцов сохранилась без изменений (участок А на рис. 6а). На некоторых участках наблюдали “разрыхление” композита. По химическому составу эти

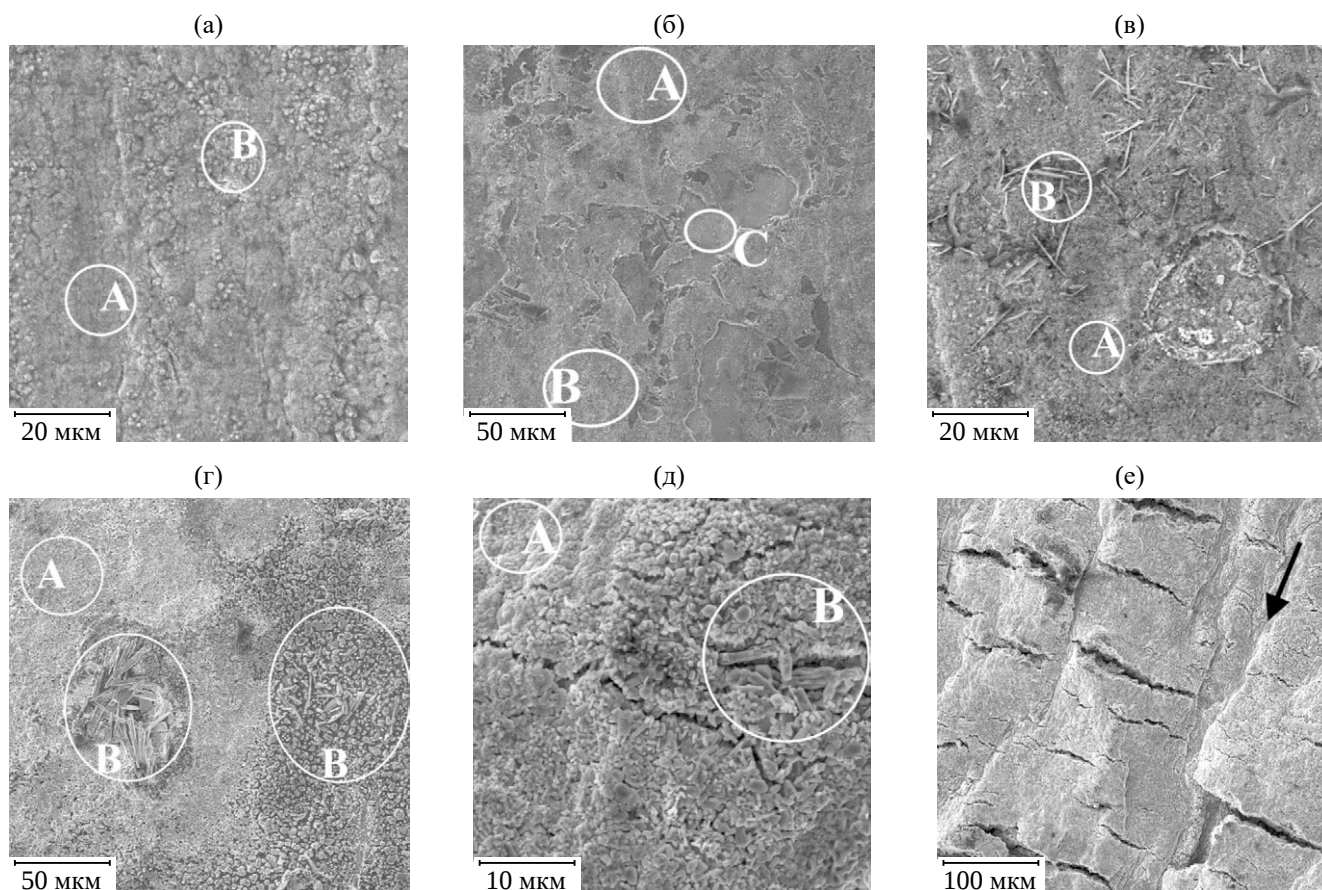


Рис. 6. Рельеф боковой поверхности образцов композита после деформационно-термической обработки: а и б – режим 1, $e = 0.008$; в, г – режим 2, $e = 0.025$; д, е – режим 3, $e = 0.37$; А – участки со структурой γ -Fe + TiC + TiB₂, В – эвтектика γ -Fe + Fe₂B, С – γ -Fe + NiTi + Ni₃Ti, стрелкой отмечено направление деформации.

участки соответствовали эвтектической составляющей γ -Fe + Fe₂B (обозначена В на рис. 6). Подобное “разрыхление” наблюдали ранее при исследовании поверхности образцов с боридными покрытиями после термоциклирования под нагрузкой [35]. На отдельных участках поверхности наблюдали области, обогащенные одновременно титаном и никелем (обозначены С на рис. 6б). Очевидно, в этих областях после СВС образовались наноразмерные частицы интерметаллидов NiTi и Ni₃Ti, зафиксированные на дифрактограмме (рис. 4). Как и следовало ожидать, никаких структурных изменений в композите не зафиксировано (рис. 7а). При анализе методом ДОРЭ центральной части образца в зоне действия сжимающих напряжений зафиксировано 31 % рекристаллизованных и 69% деформированных зерен в аустенитной матрице композита. Преобладают малоугловые границы зерен (рис. 8а).

После деформации по режиму 2 при более высокой конечной температуре 800°C и давлении 300 МПа зафиксирована истинная деформация $e = 0.025$. На боковой поверхности образца трещины отсутствовали, наблюдали дальнейшее

развитие “разрыхления”, на некоторых участках сопровождающееся разворотом частиц боридов железа Fe₂B параллельно поверхности (рис. 6в, г). В работе [35] было установлено, что выталкивание боридов Fe₂B и разворот частиц параллельно поверхности происходят за счет расклинивающего действия кислорода, проникающего вглубь образца по межфазным границам в области действия растягивающих напряжений. При этом кислород образует оксиды, в случае композита это NiO и FeO или их шпинель, разрывая связи между боридом и матрицей.

Оксиды создают дополнительный объем у основания частиц боридов, за счет чего происходит выталкивание и разворот игл вдоль поверхности образцов. Структура композита и размеры армирующих фаз после обработки по режиму 2 не изменились (рис. 7б). Значения твердости также сохранились на прежнем уровне. Анализ центральной части образца в зоне действия сжимающих напряжений методом ДОРЭ показал, что количество рекристаллизованных зерен увеличилось до 36%, а деформированных уменьшилось до 64%. По сравнению с режимом 1 зафик-

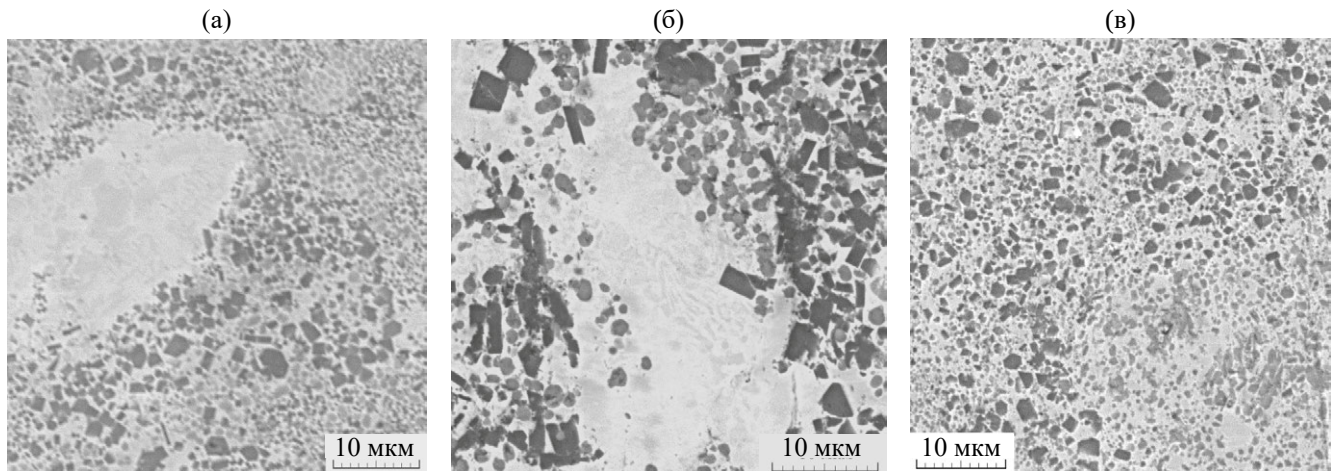


Рис. 7. Микроструктура композита после обработок: а – режим 1; б – режим 2, в – режим 3.

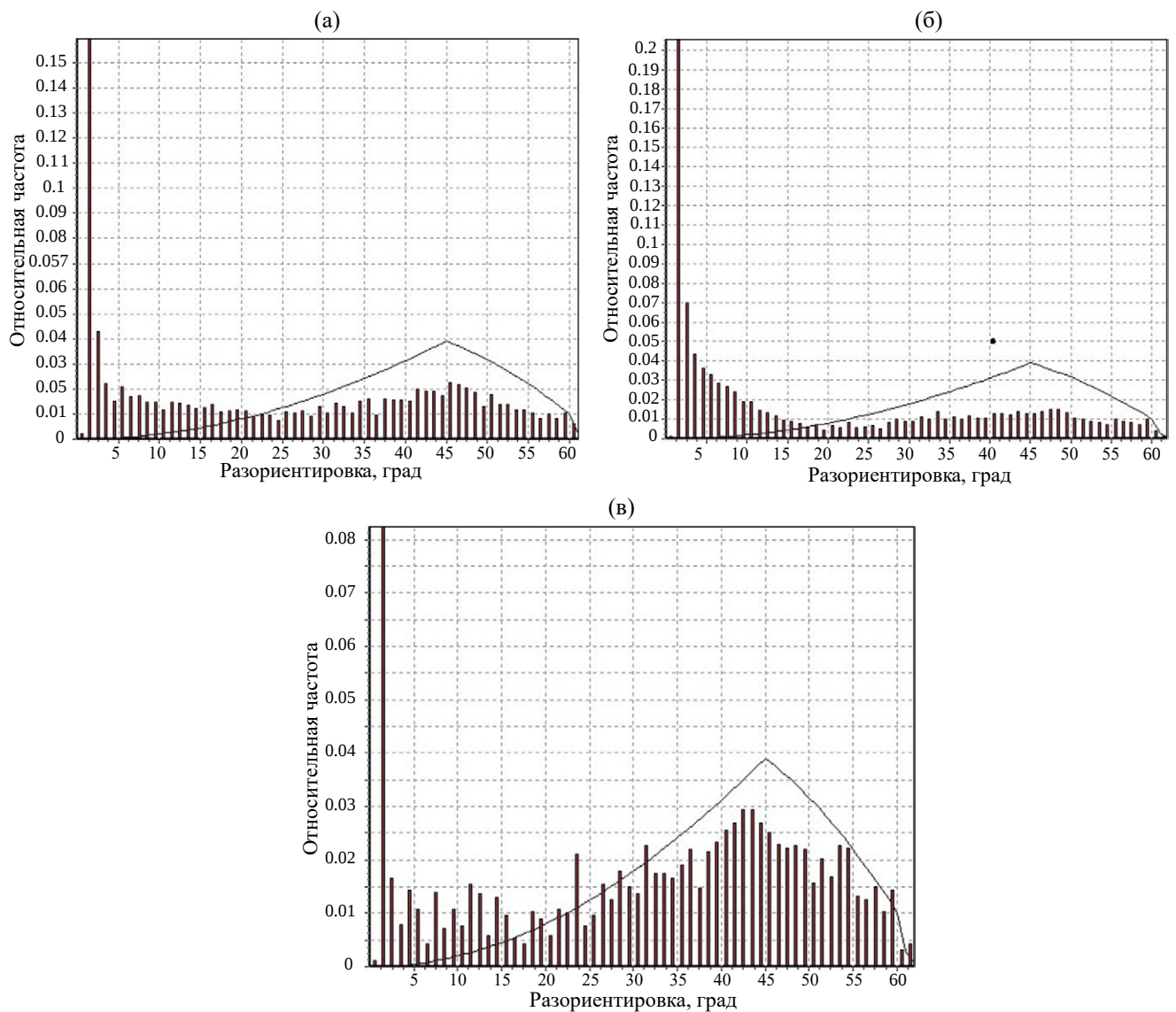


Рис. 8. Разориентировки зерен аустенита в матрице композита после деформационно-термических обработок: а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3.

сировано меньшее количество большеугловых границ (рис. 8б).

Увеличение максимальной температуры нагрева до 910°C при максимальном давлении 300 МПа привело к более значительной деформации образца ($e = 0.37$). При этом на боковой поверхности образца в зонах действия растягивающих напряжений появились трещины, расположенные перпендикулярно направлению деформации (рис. 8д, е). Места расположения трещин соответствуют участкам эвтектической структуры $\gamma\text{-Fe} + \text{Fe}_2\text{B}$. В устье трещин наблюдали развернутые иглы боридов Fe_2B (рис. 8д). Глубина трещин не превышает 0.2 мм. Центральная часть образца испытывает сжимающие напряжения, поэтому остается неповрежденной. Металлическая матрица композита в центральной части образца содержит примерно равное количество деформированных (56 %) и рекристаллизованных (44) зерен. Количество зерен с большеугловыми границами увеличилось по сравнению с режимами 1 и 2 (рис. 8в). Следует отметить полное отсутствие субструктуры после всех трех режимов деформационно-термической обработки. Динамическая рекристаллизация в аустенитной матрице происходит полностью без стадии полигонизации. Карты разориентировок после трех режимов деформационно-термической обработки одинаковы и характерны для мелкозернистой структуры. Размер частиц упрочняющих фаз и неравномерный характер их распределения сохранился таким же, как и в исходном композите (рис. 7в).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Композит системы Fe-Ni-Ti-C-B , полученный методом СВС, состоит из аустенитной матрицы $\gamma\text{-(Fe, Ni)}$ и армирующих частиц карбида титана TiC и диборида титана TiB_2 , образующихся в результате экзотермических реакций между исходными порошками титана, углерода и карбида бора. В композите зафиксированы частицы упрочняющих фаз Fe_2B , образовавшиеся в ходе эвтектического превращения $L \rightarrow \gamma\text{-(Fe, Ni)} + \text{Fe}_2\text{B}$, а также Ni_3Ti и NiTi , образовавшиеся по эвтектическому превращению $L \rightarrow \text{Ni}_3\text{Ti} + \text{NiTi}$. Частицы всех армирующих фаз распределены неравномерно по объему композита.

Одноосное сжатие образцов композита Fe-Ni-Ti-C-B показало, что его деформация начинается при температуре 800°C и давлении 300 МПа. Рекомендуемой температурой, для пластической деформации композита является 910°C, при которой получено $e = 0.37$. Деформация реализуется за счет динамической рекри-

сталлизации железоникелевой матрицы. При этом неравномерный характер распределение частиц армирующих фаз и их размеры не изменились.

На боковой поверхности образцов в зоне действия растягивающих напряжений происходит образование трещин глубиной не более 0.2 мм, перпендикулярных направлению деформации, в областях эвтектического строения $\gamma\text{-(Fe, Ni)} + \text{Fe}_2\text{B}$. Для реализации деформации композита без образования трещин следует проводить ее в условиях всестороннего сжатия, например, в стальной оболочке, при температуре нагрева не ниже 910°C и давлении не менее 300 МПа.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН по теме № 124020700063-3 на оборудовании ЦКП “Пластометрия”.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Мерджанов А.Г. Твердопламенное горение / Монография. Черноголовка: ИСМАН, 2000. 224 с.
2. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мерджанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов. М.: Машиностроение-1, 2007. 472 с.
3. Kim J.S., Dudina D.V., Kom J.C., Kwon Y.S., Park J.J., Rhu C.K. Properties of Cu-based nanocomposites produced by mechanically – activated self – propagating high – temperature synthesis and spark – plasma sintering // J. Nanosci. Nanotechnol. 2010. V. 10. P. 252–257.
4. Yoang O.N.T., Hoang V.N., Kim J.S., Dudina D.V. Structural Investigation of TiC–Cu Nanocomposites Prepared by Ball Milling and Spark Plasma Sintering // Metals. 2017. V. 7. P. 123.
5. Николин Ю.В., Матевосян М.Б., Кочугов С.П., Пугачева Н.Б. Патент на изобретение РФ № 2680489. Способ изготовления многослойной износостойкой пластины. Приоритет от 10.11.2017 до 10.11.2037.
6. Филиппенков А.А., Цикарев В.Г., Алабушев А.В. Патент на изобретение РФ № 2691656. Шихта и способ получения износостойкого материала с её использованием методом СВС. Приоритет от 22.01.2018 до 22.01.2038.
7. Фадин В.В., Колубаев А.В., Аулетдинова М.И. Композиты на основе карбида титана, полученные методом технологического горения // Перспективные материалы. 2011. № 4. С. 91–96.
8. Pugacheva N.B., Nikolin Yu.V., Malygina I. Yu., Trushina E.B. Formation of the structure of Fe–Ni–Ti–C–B composites under self-propagating hightemperature synthesis // AIP Conference Proceedings. 2018. V. 2053. P. 020013.
<https://doi.org/10.1063/1.5084359>

9. Пугачева Н.Б., Николин Ю.В., Сенаева Е.И., Малыгина И.Ю. Структура СВС-композитов системы Fe–Ti–C–B // ФММ. 2019. Т. 120. № 11. С. 1174–1180.
10. Федотов А.Ф. Закономерности уплотнения и формообразования при СВС-прессовании с сыпучей оболочкой // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия, 2008. № 1. С. 16–23.
11. Шербаков В.А., Грядунов А.Н., Алымов М.И. Микроструктурные особенности СВС-прессования композитов ZrB_2 – B_4C и TiB_2 – B_4C // Письма о материалах. 2019. Т. 9. № 1 (33). С. 11–16.
12. Богатов Ю.В. Получение твердосплавного материала методом СВС-прессования в открытой матрице // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2019. № 4. С. 21–29.
13. Stolin A.M., Bazhin P.M. Manufacture of multipurpose composite and ceramic materials in the combustion regime and high-temperature deformation (shs extrusion) // Theoret. Found. Chem. Eng. 2014. V. 48. P. 751–763.
14. Пугачева Н.Б., Николин Ю.В., Быкова Т.М., Сенаева Е.И. Влияние химического состава матрицы на структуру и свойства монолитных СВС-композитов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2021. Т. 23. № 3. Р. 124–138. <https://doi.org/10.17212/1994-6309-2021-23.3-124-138>
15. Pugacheva N., Kryuchkov D., Bykova T., Vichuzhanin D. Studying the Plastic Deformation of Cu–Ti–C–B Composites in a Favorable Stress State // Materials. 2023. V. 16. Issue 8. P. 320.
16. Pugacheva N.B., Nikolin Yu.V., Senaeva E.I. The structure and wear resistance of a Ti–Ni–Fe–C–B composite // AIP Conference Proceedings. 2019. V. 2176. P. 020007. <https://doi.org/10.1063/1.5135119>
17. Пугачева Н.Б., Быкова Т.М., Сенаева Е.И. Структура и характер разрушения композита Cu–Ti–Al–Ni–Fe–C–B после абразивного износа // ФММ. 2022. Т. 123. № 10. С. 1029–1037.
18. Цикарев В.Г., Филлипенков А.А., Филиппов М.А., Алабушев А.В., Шарапова В.А. Опыт получения композиционных материалов системы Ti–Cu–C СВС-процессом // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2021. Т. 15. № 4. С. 4–11.
19. Pugacheva N.B., Bykova T.M. Micromechanical Properties and Character of Fracture in Bending of the SHS Composite of the Fe–Ni–Ti–C–B System // Procedia Structural Integrity. 2022. № 40. P. 372–377.
20. Пугачева Н.Б., Вичужанин Д.И., Быкова Т.М., Каманцев И.С. Исследование пластической деформируемости композита системы Ni–Fe–Cr–Ti–B–C // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. 2023. № 5. С. 15–30.
21. Пугачева Н.Б., Крючков Д.И., Нестеренко А.В., Смирнов С.В., Швейкин В.П. Исследование кратковременной высокотемпературной ползучести алюмоматричного композита Al–6Zn–2.5Mg–1Cu/10SiCr // ФММ. 2021. Т. 122. № 8. С. 838–844.
22. Крючков Д.И., Нестеренко А.В., Смирнов С.В., Пугачева Н.Б., Вичужанин Д.И., Быкова Т.М. Влияние всестороннейковки в условиях кратковременной ползучести на структуру и механические свойства алюмоматричного композита Al7075/10SiCr // ФММ. 2021. Т. 122. № 10. С. 1054–1064.
23. Крючков Д.И., Пугачева Н.Б., Быкова Т.М. Деформационнотермическая обработка композита Al/10SiC // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. 2023. № 6. С. 35–48.
24. Volkov A. Yu., Kalonov A.A., Komkova D.A. Effect of annealing on the structure, mechanical and electrical properties of Cu/Mg-composite wires // Mater. Charact. 2022. № 183. P. 111606.
25. Volkov A. Yu., Antonov B.D., Patrakov E.I., Volkova E.G., Komkova D.A., Kalonov A.A., Glukhov A.V. Abnormally high strength and low electrical resistivity of the deformed Cu/Mg-composite with a big number of Mg-filaments // Materials & Design. 2020. V. 185. P. 108276.
26. Волков А.Ю., Калонов А.А., Комкова Д.А., Глухов А.В. Структура и свойства Cu/Mg-композитов, полученных методом гидроэкструзии // ФММ. 2018. Т. 119. № 10. С. 1002–1011.
27. Волков А.Ю., Калонов А.А., Завалишин В.А., Глухов А.В., Комкова Д.А., Антонов Б.Д. Влияние интерфейсов на физико-механические свойства Cu/Mg-композитов // ФММ. 2020. Т. 121. № 6. С. 628–634.
28. Дерягина И.Л., Попова Е.Н., Валова-Захаревская Е.Г., Патраков Е.И. Структура и термическая стабильность высокопрочного композита Cu–18Nb в зависимости от степени деформации // ФММ. 2018. Т. 119. № 1. С. 99–108.
29. Deryagina I.L., Popova E.N., Patrakov E.I. Structure and Properties of High-Strength Cu–7.7Nb Composite Wires under Various Steps of Strain and Annealing Modes // Metals. 2023. V. 13. 1576 (18 pp.).
30. Ram Naresh Rai, Prasada Rao A.K., Dutta G.L., Chakraborty M. Forming Behavior of Al–TiC In-situ Composites // Materials Science Forum. 2013. V. 765. P. 418–422.
31. Huang K., Logé R.E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials // Materials & Design. 2016. № 111. P. 548–574.
32. Zhu J., Liu S., Yuan X., Qing Liu Q. Comparing the Through-Thickness Gradient of the Deformed and Recrystallized Microstructure in Tantalum with Unidirectional and Clock Rolling // Materials. 2019. № 12. P. 169.
33. Захаров А.М. Диаграмма состояния двойных и тройных систем. М.: Металлургия, 1990. 350 с.
34. Корчагин М.А., Гаврилов А.И., Зарко В.Е., Кушкин А.Б., Иордан Ю.В., Трушляков В.И. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез в механически активированных смесях карбида бора с титаном // Физика горения и взрыва. 2017. Т. 53. № 6. С. 58–66.
35. Пугачева Н.Б., Быкова Т.М., Замараев Л.М. Влияние состава атмосферы на механизм разрушения боридного покрытия на штамповой стали при термоциклировании // ФММ. 2020. Т. 121. № 6. С. 651–658.

CHANGES IN THE STRUCTURE OF THE Fe–Ni–Ti–C–B COMPOSITE DURING HOT PLASTIC DEFORMATION

N. B. Pugacheva^{1, 2, *}, T. M. Bykova^{1, 2}, and D. I. Kryuchkov¹

¹*Institute of Engineering Science, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, 620049 Russia*

²*Ural Federal University named after the First President of Russia B. N. Yeltsin, Ekaterinburg, 620002 Russia*

**e-mail: nata5-4@yandex.ru*

The change in the structure and hardness of the Fe–Ni–Ti–C–B system composite, obtained by the method of self-propagating high-temperature synthesis (SHS), after hot plastic deformation under uniaxial compression conditions has been studied. The matrix of the composite is a solid solution of Ni and Ti in a γ -Fe crystal lattice, strengthening phases are TiC, TiB₂, Fe₂B, Ni₃Ti and NiTi. It is shown that during uniaxial compression upon heating, recrystallization processes occur in the metal matrix of the composite, which facilitate further deformation. It is found that, after compression at a temperature of 910°C and a pressure of 300 MPa, the true deformation of the composite is 0.37. In this case, in the central part of the sample in the region of compressive stresses, the ratio of deformed and recrystallized grains is approximately the same. On the lateral surface of the samples in the zone of action of tensile stresses, microcracks with a depth of less than 0.2 mm appear in zones of the eutectic $\gamma + \text{Fe}_2\text{B}$ structure.

Keywords: composites, self-propagating high-temperature synthesis, solid solutions, carbides, borides, eutectic, hardness, deformation